بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مغناطیسی نوارهای بی‌شکل $Fe_{78}Si_9B_{13}$*

رضا بختیاری[۱] علی جزایری قره‌باغ[۲] مهدی کیانی[۳] بهزاد بینش[٤]

چکیده

تنش‌های پس‌ماند ناشی از سرد شدن سریع مذاب در فرایند مذاب‌ریسی (Melt Spinning) را می‌توان با انجام عملیات حرارتی آرامش ساختاری در دماهایی پایین‌تر از دمای تبلور حذف کرد و خواص مغناطیسی را بهبود داد. در این تحقیق، ابتدا نوار بی‌شکل $Fe_{78}Si_9B_{13}$ (با نام تجاری Metglas2605S2 مورد استفاده در هسته‌ی ترانسفورماتورها) به‌روش مذاب‌ریسی با دیسک مبرد و با ضخامت ۲٦ μm تولید شد و دمای شروع تبلور در آن به‌روش DTA و با نرخ گرمایش ۲۰ K/min برابر با ۵۳۵ °C تعیین شد. عملیات حرارتی نوارهای بی‌شکل درون گاز محافظ و در محدوده دمای ۳۰۰–۵٦۰ °C و به‌مدت زمان‌های ۱۵ تا ٦۰ دقیقه انجام شد. نتایج XRD نشان‌دهنده‌ی بی‌شکل بودن ساختار همه‌ی نمونه‌ها به‌غیر از نوارهای تاب‌کاری شده در دماهای ۵۰۰ °C و ٥٦۰ °C بودند. در این نمونه‌ها، فازهای بلوری α–Fe، Fe_2B و Fe_3B شناسایی شدند. اندازه‌گیری خواص مغناطیسی با استفاده از دستگاه پس‌ماندنگار نشان داد که القای اشباع آلیاژ با افزایش دما یا زمان عملیات حرارتی افزایش می‌یابد. ترکیب مناسبی از خواص مغناطیسی در نمونه‌های بررسی شده با انجام عملیات حرارتی در دمای ٤۰۰ °C به‌مدت زمان ۱۵ دقیقه به‌دست آمد.

واژه‌های کلیدی بی‌شکل، مذاب‌ریسی، انجماد سریع، $Fe_{78}Si_9B_{13}$، عملیات حرارتی، تاب‌کاری، خواص مغناطیسی، تبلور

The Effect of Heat Treatment on Magnetic Properties of $Fe_{78}Si_9B_{13}$ Amorphous Ribbons

R. Bakhtiari A. Jazayeri Gharehbagh M. Kiani B. Binesh

Abstract

Residual stresses resulting from rapid quenching of molten metal in melt spinning process can be removed by structural relaxation of samples at temperatures lower than the crystallization temperature in order to improve the magnetic properties. In this research, amorphous $Fe_{78}Si_9B_{13}$ ribbons (Metglas 2605S2 used in transformer cores) with the thickness of 26 μm were prepared by chill block melt spinning. DTA measurements on the ribbons heated with the rate of 20 K/min showed that the starting crystallization temperature is 535 °C. The ribbons were then heat treated in a protective gas for 15 to 60 minutes at temperatures in the range of 300-560 °C. XRD results revealed an amorphous structure for all the heat treated samples except for the samples annealed at 500 and 560 °C in which the structure were consisted of three crystalline phases of α-Fe, Fe_2B and Fe_3B. The measurement of magnetic properties by Hysteresisgraph indicated that the saturation induction increases by an increase in the annealing time and/or annealing temperature. The best combination of magnetic properties was obtained after annealing at 400 °C for 15 minutes.

Key Words Amorphous, Melt spinning, Rapid solidification, $Fe_{78}Si_9B_{13}$, Heat treatment, Annealing, Magnetic properties, Crystallization

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۸۹/٦/۱٦ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۰/۸/۲۲ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسئول: دانشجوی دکترای مهندسی مواد، پژوهشکده‌ی توسعه‌ی تکنولوژی، جهاد دانشگاهی دانشگاه صنعتی شریف

(۲) دانشیار، پژوهشکده‌ی توسعه‌ی تکنولوژی، جهاد دانشگاهی دانشگاه صنعتی شریف

(۳) کارشناس ارشد مهندسی مواد، پژوهشکده‌ی توسعه‌ی تکنولوژی، جهاد دانشگاهی دانشگاه صنعتی شریف

(٤) دانشجوی دکترای مهندسی مواد، پژوهشکده‌ی توسعه‌ی تکنولوژی، جهاد دانشگاهی دانشگاه صنعتی شریف

مقدمه

آلیاژهای مغناطیسی بی‌شکل به‌دلیل برخورداری از خواص نرم مغناطیسی مناسب نظیر نفوذپذیری (Permeability) بالا، نیروی پسماندزدای(Coercivity) پایین و مقاومت الکتریکی زیاد، دارای کاربردهای وسیعی به‌عنوان هسته‌ی ترانسفورماتورها و مبدل‌ها هستند [1-3]. این آلیاژها با فرایند انجماد سریع تولید می‌شوند، به‌گونه‌ای که سرعت سرد شدن بسیار بالای مذاب آن‌ها ($\sim10^{6}$ K/s) ساختار بی‌شکل (آمورف) را ایجاد می‌شود. این ساختار کاملاً پایدار نیست و عملیات تاب‌کاری ضمن انجام تنش‌زدایی، ساختار پایدارتری را به‌وجود می‌آورد. فرایند پایدار کردن آلیاژ، آرام‌سازی ساختار نامیده می‌شود [4,5]. در فرایند آرام‌سازی ساختار، تغییراتی در آرایش اتم‌ها در ساختار بی‌شکل قبل از وقوع تبلور رخ می‌دهد که بر خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ تأثیر می‌گذارد [6,7].

آلیاژ $Fe_{78}Si_{9}B_{13}$ با نام تجاری Metglas2605S2، معمول‌ترین آلیاژ بی‌شکل به‌کار رفته در هسته‌ی ترانسفورماتورها می‌باشد. این آلیاژ با توجه به خواص برتر نسبت به آلیاژهای مرسوم $Fe_{80}B_{20}$ (Metglas2605)، $Fe_{82}Si_{6}B_{12}$ (Metglas2605S) و $Fe_{81.5}Si_{3.5}B_{13.5}C_{2}$ (Metglas2605SC) در هسته‌ی ترانسفورماتورها جای‌گزین شده است [8,9]. تلفات هسته (Core loss) و قدرت تحریک (Exciting power) کم‌تر، و نیز پایین‌تر بودن حساسیت این خواص به دما، از دیگر مشخصات برتر آلیاژ Metglas2605S2 نسبت به آلیاژهای مرسوم می‌باشند [10,11]. این آلیاژ ممکن است با تبلور به‌طور کامل ترد شده و در نتیجه کاربرد محدودی پیدا کند [12].

هدف از این تحقیق بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر ساختار و خواص مغناطیسی آلیاژ بی‌شکل Metglas2605S2 می‌باشد. در این راستا، سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی با توجه به دمای تبلور این آلیاژ انجام شدند و در نهایت، سیکل مناسب برای دست‌یابی به خواص مغناطیسی مطلوب تعیین شد.

روش تحقیق

برای تولید آلیاژ $Fe_{78}Si_{9}B_{13}$ ، عملیات ذوب و آلیاژسازی با استفاده از مواد اولیّه با خلوص بالا شامل آهن (٪۹۹/٦)، سیلیسیم (٪۹۸/۵) و بور (٪۹۹/۵)، انجام شدند. برای این منظور، از یک دستگاه دو منظوره‌ی ذوب القایی و مذاب‌ریسی همراه با گاز محافظ که در جهاد دانشگاهی شریف طراحی و ساخته شده است، استفاده شد. در این دستگاه، با استفاده از پمپ‌های مکانیکی و روغنی ابتدا خلایی به‌میزان حدود 10^{-5} mbar ایجاد شد و پس از پر کردن محفظه با گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹۹، عملیات ذوب القایی درون محیط آرگون انجام گرفت.

برای تولید نوارهای نازک با انجماد سریع، از فرایند مذاب‌ریسی با دیسک مبرد (Chill Block Melt Spinning) استفاده شد. به‌منظور تعیین عوامل بهینه‌ی فرایند برای آلیاژ $Fe_{78}Si_{9}B_{13}$ در جدول (۱)، چند آزمون با عوامل مختلف انجام گرفت. شرایط بهینه بر اساس ضخامت مناسب نوار برای به‌دست آوردن ساختار بی‌شکل با انعطاف‌پذیری خوب، کیفیت ظاهری مناسب، عدم دندانه‌دار شدن لبه‌ها و عرض مناسب به‌منظور تهیه‌ی نمونه‌های استاندارد آزمون خواص مغناطیسی، تعیین شدند.

جدول ۱ عوامل بهینه‌ی فرایند مذاب‌ریسی و ابعاد نوارهای بی‌شکل تولید شده از آلیاژ $Fe_{78}Si_{9}B_{13}$

قطر سوراخ نازل (µm)	سرعت خطی دیسک (m/s)	فشار تزریق مذاب (mbar)	فاصله‌ی نازل تا سطح دیسک (mm)	پهنای نوار (mm)	ضخامت نوار (µm)
٦۰۵	۳۰	۲۷۵	۲/۵	۰/۸۸	۲٦

از روش پراش اشعه‌ی ایکس (XRD) به‌منظور شناسایی فازها و تعیین بی‌شکل بودن ریزساختار نمونه‌های مذاب‌ریسی شده و عملیات حرارتی شده استفاده شد. منبع تولید اشعه‌ی X کاتد مسی بود و از اشعه‌ی CuKα با طول موج ۱/۵۴۱۸۶ آنگستروم برای شناسایی فازها استفاده شد. آزمون‌های XRD در بازه‌ی زاویه‌ی ۳۰° = ۲θ تا ۹۰° = ۲θ انجام گرفتند. شناسایی فازهای موجود در ریزساختار به‌کمک نرم‌افزارهای PC-APD و PCPDFWIN که بر روی کامپیوتر متصل به دستگاه XRD نصب شده بودند، و اطلاعات موجود در کتاب Hanawalt انجام گرفت.

به‌منظور تعیین دمای تبلور نوارهای بی‌شکل مذاب‌ریسی شده و مشخص کردن دمای عملیات حرارتی، از تحلیل حرارتی تفاضلی (DTA) استفاده شد. آزمون DTA با استفاده از دستگاه مدل NETZSCH STA 409 PC/PG با نرخ‌های گرمایش ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه انجام شد.

در مرحله‌ی بعد تحقیق، نمونه‌ها عملیات حرارتی (تابکاری) شدند. برای این منظور، از یک کوره‌ی لوله‌ای با محیط آرگون استفاده شد. شرایط مختلف عملیات حرارتی آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$ در جدول (۲) آورده شده است. دماهای انتخابی در این جدول بر اساس دمای تبلور این آلیاژ می‌باشند.

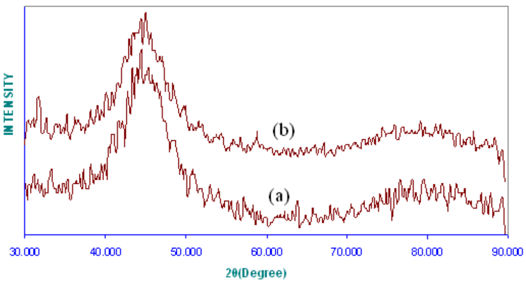
جدول ۲ شرایط عملیات حرارتی نوارهای بی‌شکل $Fe_{78}Si_9B_{13}$

کد نمونه	شرایط عملیات حرارتی	
	دمای تاب‌کاری (°C)	زمان تاب‌کاری (.min)
M-300	۳۰۰	۳۰
M-400-15	۴۰۰	۱۵
M-400-30	۴۰۰	۳۰
M-400-60	۴۰۰	۶۰
M-500	۵۰۰	۳۰
M-560	۵۶۰	۳۰

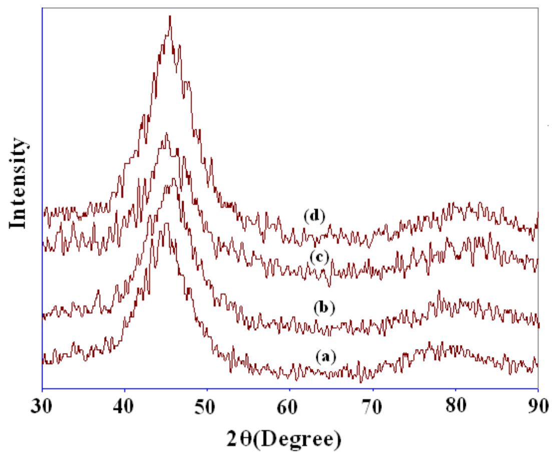
خواص مغناطیسی نمونه‌های حلقه‌ای شکل از نوارها با قطر داخلی ۱۵ و قطر خارجی ۲۰ میلی‌متر با استفاده از دستگاه پسماندنگار (Hysteresis graph) مدل MATS-2018S در حالت ایستا اندازه‌گیری شدند.

نتایج و بحث

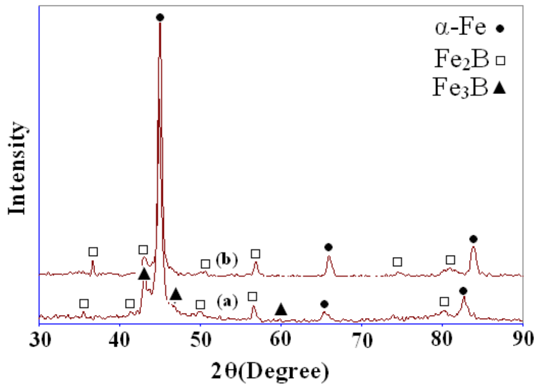
الف- ساختار. الگوهای XRD از هر دو سطح نوار مذاب‌ریسی شده که شامل سطح در تماس با دیسک و سطح آزاد (در تماس با محیط محفظه) هستند، در شکل (۱) آورده شده‌اند. این الگوها نشان‌گر حضور تنها یک پیک پهن در طیف XRD می‌باشند. به این ترتیب، نوارها احتمالاً فاقد شبکه‌ی بلوری بوده و ساختار آن‌ها حین عملیات مذاب‌ریسی بی‌شکل شده است.



شکل ۱ الگوی XRD از نوارهای مذاب‌ریسی شده‌ی $Fe_{78}Si_9B_{13}$؛ مربوط به سطح در تماس با دیسک (a)، و مربوط به سطح در تماس با محیط محفظه (سطح آزاد) (b)



شکل ۲ الگوهای XRD از نمونه‌های عملیات حرارتی شده؛ M-300 (a)، M-400-15 (b)، M-400-30 (c)، و M-400-60 (d)



شکل ۳ الگوهای XRD از نمونه‌های عملیات حرارتی شده؛ M-500 (a) و M-560 (b)

شکل‌های (۲) و (۳)، طیف‌های XRD از نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شرایط مختلف را نشان می‌دهند. همان‌گونه که در شکل (۲) مشاهده می‌شود، برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای ۳۰۰ °C و ٤۰۰ °C و در زمان‌های مختلف، پیک باریک مشاهده نشد، و حضور پیک پهن نشان‌دهنده‌ی بی‌شکل بودن احتمالی ساختار است. این نشان می‌دهد که با انجام سیکل‌های عملیات حرارتی مذکور هیچ نوع فاز بلوری تشکیل نشده و یا اندازه‌ی خوشه‌های بلوری تشکیل شده به‌میزانی نبوده است که با طیف‌نگاری XRD قابل تشخیص باشد (امکان ردیابی خوشه‌های بلوری با ابعاد کم‌تر از حدود ۵ نانومتر در کسرهای حجمی پایین توسط دستگاه XRD مشکل است). پیک‌های باریکی که در الگوهای پراش نمونه‌های آنیل شده در دماهای ۵۰۰ °C و ٥٦۰ °C در شکل (۳) مشاهده می‌شوند حاکی از ایجاد فازهای بلوری حین عملیات حرارتی است. این پیک‌ها در نمونه‌ی M-500 مربوط به فازهای بلوری α-Fe، Fe_2B و Fe_3B، و در نمونه‌ی M-560 مربوط به فازهای بلوری α-Fe و Fe_2B می‌باشند. بررسی‌های انجام شده توسط محققان قبلی در مورد ساختار آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$ در دماهای مختلف تاب‌کاری، [13]، نشان می‌دهند که حداقل زمان لازم برای ایجاد فازهای بلوری در دمای تاب‌کاری ٤۰۰ °C حدود شش ساعت است. نفوذ اتم‌های آهن منجر به تشکیل فاز نیمه پایدار Fe(Si) در برخی از نواحی زمینه‌ی بی‌شکل می‌شود، و این نواحی با ادامه‌ی فرایند تاب‌کاری در دمای ٤٥۰ °C به فاز بلوری α-Fe(Si) تبدیل می‌شوند. در نتیجه‌ی تغییر ترکیب شیمیایی و خواص زمینه‌ی بی‌شکل حین تبلور اولیه، فاز زمینه‌ی بی‌شکل از اتم‌های بُر غنی شده و با افزایش دمای تاب‌کاری به ۵۰۰ °C، ترکیب شیمیایی زمینه‌ی بی‌شکل برای تشکیل فازهای بلوری α- Fe(Si) و $(Fe,Si)_2B$ مناسب می‌شود. تشکیل مناطق منظم اتمی ممکن است در دمایی پایین‌تر از دمای تبلور آلیاژ آغاز شود، به‌گونه‌ای که با ادامه‌ی عملیات حرارتی (افزایش دما یا زمان) این مناطق یا خوشه‌های منظم اتمی رشد یافته و دانه‌های بلوری در حد نانو و یا بزرگ‌تر را شکل می‌دهند. نتایج پژوهش دیگر انجام شده بر روی نوار بی‌شکل $Fe_{78}Si_9B_{13}$، [14]، نشان‌دهنده‌ی جوانه‌زنی فازهای بلوری در زمینه‌ی بی‌شکل و تشکیل پیک‌های پراش مربوط به صفحه‌های (110) و (211) از فاز α-Fe پس از عملیات حرارتی در دمای ٤١۰ °C به‌مدت زمان یک‌ساعت می‌باشد. افزون بر این، در نمونه‌ی تاب‌کاری شده در دمای ٤٣۰ °C به‌مدت زمان یک‌ساعت نیز نانوبلورهای α-Fe در زمینه‌ی بی‌شکل مشاهده شده‌اند، ولی شروع تبلور در دمای حدود ۵۰۰ °C و پس از یک‌ساعت گزارش شده است [6,13].

ب- ***تحلیل حرارتی.*** نتایج حاصل از آزمون DTA برای آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$ به‌ازای چهار نرخ گرمایش مختلف شامل دماهای شروع بلوری شدن، دماهای پیک و گرمای مبادله شده‌ی تبلور (سطح زیر منحنی در قسمت پیک)، با توجه به کالیبراسیون دستگاه DTA با استفاده از نمونه‌ی مرجع و یک برنامه‌ی نرم‌افزاری، بر حسب ژول بر گرم به‌دست آمدند. نمودارهای مربوطه به‌ترتیب در جدول (۳) و شکل (٤) آورده شده‌اند.

همان‌گونه که مشاهده می‌شود، نمودارهای DTA نشان‌دهنده تنها یک پیک تبلور می‌باشند، و هر سه مشخصه‌ی دمای شروع، اندازه‌ی پیک و گرمای مبادله شده‌ی تبلور با افزایش نرخ گرمایش افزایش یافته‌اند. با این‌حال، به نظر می‌رسد که در نرخ‌های گرمایش بالا (١٥ و ٢٠ و حتی ١٠ K/min) دو پیک در نمودارهای DTA وجود دارند که تقریباً بر روی هم افتاده‌اند. از طرف دیگر، مطالعات سینتیک تبلور با استفاده از آزمون DSC توسط محققین قبلی، [4,7,15]، نشان‌دهنده‌ی دو مرحله‌ای بودن تبلور برای آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$ است. مرحله‌ی اول آن تبلور در دمای تاب‌کاری ٤٥٠ °C است و فازهای تشکیل دهنده از نوع α-Fe هستند. با انجام تاب‌کاری در دمای ٥٠٠ °C، امکان تشکیل ترکیبات Fe-B به‌دلیل افزایش فاصله اتم‌های Fe-Fe و در نتیجه، افزایش قابلیت نفوذ اتم‌های B بیش‌تر شده و فاز Fe_2B شکل می‌گیرد. مراحل مختلف تبلور برای آلیاژ بی‌شکل $Fe_{78}Si_9B_{13}$ به‌شکل زیر گزارش شده است [4]:

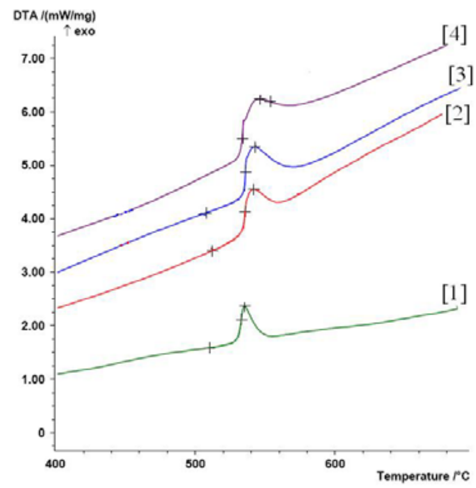
$$Fe_{78}Si_9B_{13} \xrightarrow{450^oC} \alpha - Fe + amorphous \quad (١)$$

$$amorphous \xrightarrow{500^oC} Fe_2B \quad (٢)$$

جدول ٣ داده‌های DTA برای نرخ‌های حرارت‌دهی مختلف

نرخ گرمایش (°C /min)	دمای شروع تبلور (°C)	دمای پیک تبلور، T_p (°C)	گرمای مبادله شده‌ی تبلور (J/g)
٥	٥٣٠/٧	٥٣٥/٣	٦٤/١٧
١٠	٥٣٤/١	٥٤١/٩	٦٤/٤
١٥	٥٣٥	٥٤٢/٧	٦٩/٧١
٢٠	٥٣٥	٥٤٦	٧٢/٨٢

وجود اختلاف بین نتایج به‌دست آمده در این تحقیق و نتایج گزارش شده توسط سایر محققان، [4,7,15]، در باره‌ی مراحل تبلور احتمالاً به‌دلیل وجود تفاوت در ماهیت آزمون‌های DTA و DSC و حساسیت و دقت بالای آزمون DSC در مقایسه با DTA می‌باشد. نتایج تحلیل حرارتی گزارش شده با استفاده از دستگاه DSC برای آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$، [4]، نیز نشان‌دهنده‌ی افزایش دمای مربوط به هر دو پیک با افزایش نرخ حرارت‌دهی است، و این با روند مشاهده شده در این پژوهش (جدول ٣) مطابقت دارد.



شکل ٤ نمودارهای DTA مربوط به آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$ در نرخ‌های گرمایش ٥ (١)، ١٠ (٢)، ١٥ (٣)، و ٢٠ K/min (٤)

دمای شروع تبلور در مقاله‌های مختلف برای آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$ با نرخ گرمایش ٢٠ K/min برابر با ٥٤٠ °C، ٥٤٣ °C و ٥٦٠ °C گزارش شده است، [1,6,11,16]، و این دماها دارای حداقل و حداکثر اختلافی به‌ترتیب برابر با ٥ °C و ٢٥ °C با دمای شروع تبلور در این تحقیق (٥٣٥ °C، به‌دست آمده از آزمون DTA) می‌باشند.

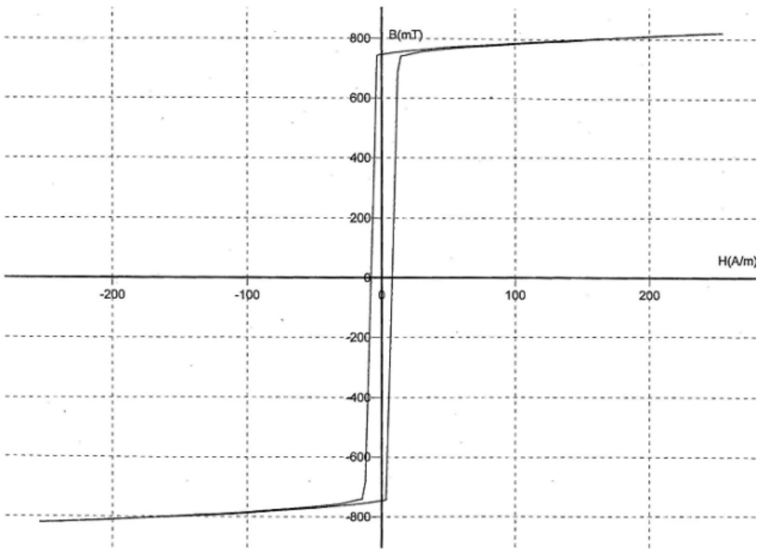
ب – خواص مغناطیسی. خواص مغناطیسی نمونه‌های مختلف در جدول (٤) آمده‌اند. حلقه‌های پسماند (Hysteresis loop) حاصله نیز به‌طور مثال برای نمونه‌های As-spun و M-400-15 به‌ترتیب در شکل‌های (٥) و (٦) نشان داده شده‌اند. برای نمونه‌های

عملیات حرارتی شـده در دماهـای $500\ ^{\circ}C$ و $560\ ^{\circ}C$ به‌دلیـل تشـکیل فازهـای بلـوری α-Fe، Fe_2B و Fe_3B حین فرایند که موجب تردشدگی و شـکنندگی نوارهـا می شود، حلقه‌ی پس‌ماند تشکیل نشده است.

جدول ٤ خواص مغناطیسی آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$ در شرایط مختلف

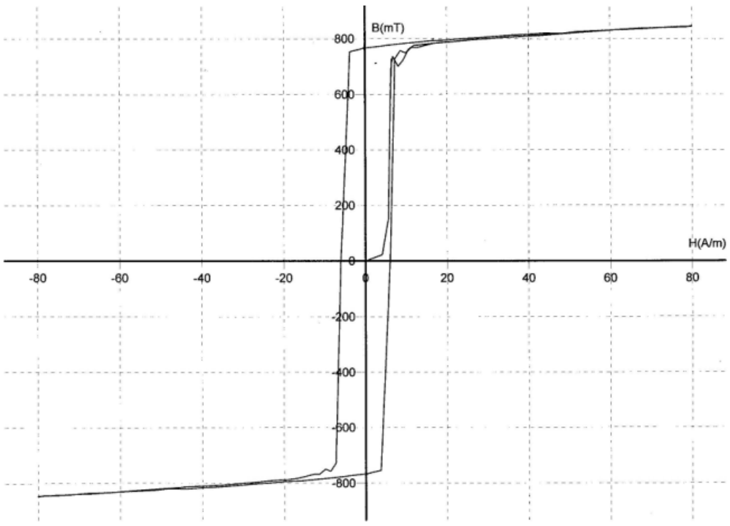
نمونه / خواص مغناطیسی	As-spun	M-300	M-400-15	M-400-30	M-400-60
نیروی پس‌ماندزدا H_c (Am^{-1})	٧/٨٨٤	٩/٠٢١	٦/٠٥٢	١٠/٩١	٧/٦١٥
القای اشباع* B_s (G)	٨٢٠٢	٨٥١٩	٨٤٦٥	١٠٤٩٠	١١٥٨٠
القای پس‌ماند** B_r (G)	٧٤٥٧	٧٦٦٨	٧٦٦١	٦٨٤٦	٥٩٧٤
نسبت مربعی B_r/B_s	٠/٩٠٩٢	٠/٩٠٠١	٠/٩٠٥٠	٠/٦٥٢٦	٠/٥١٥٩
نفوذپذیری اولیه $\mu_{r(i)}$	٢٨٣٩٢	١٩٧٦/٨	١٠١٢٠	١٢٠٧/٢	٢٢٨٠٠
نفوذپذیری بیشینه $\mu_{r(m)}$	٤٦٩٧٦	٥٥٨٥٦	٨٨٨٠٠	٣٢٩٢٠	٣٤٢٠٨

* Saturation induction
** Remanence induction

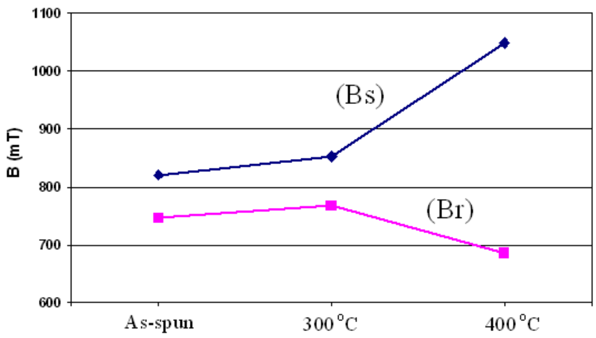


شکل ۵ حلقه‌ی پس‌ماند مغناطیسی برای نمونه‌ی As-spun.

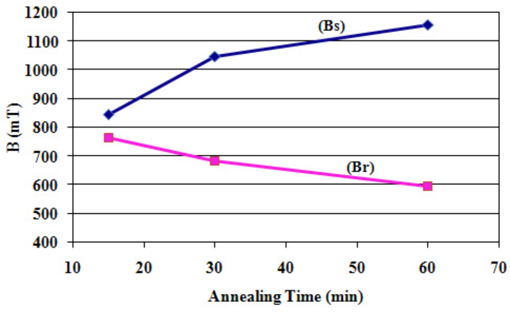
در شکل‌های (۷ و ۸)، تغییرات القای اشباع و القای پس‌ماند به‌ترتیب بر حسب دما و زمان عملیات حرارتی نشان داده شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود، مقدار القای اشباع با افزایش دما یا زمان عملیات حرارتی افزایش یافته است. افزایش دمای عملیات حرارتی مؤثرترین عامل در تنش‌زدایی و قرارگیری حوزه‌های مغناطیسی در جهت طولی نمونه است، و این منجر به افزایش مقدار القای اشباع می‌شود [16].



شکل ٦ حلقه پس‌ماند مغناطیسی برای نمونه‌ی M-400-15.



شکل ۷ نمودار تغییرات القای اشباع (Bs) و القای پس‌ماند (Br) بر حسب دمای عملیات حرارتی.



شکل ۸ نمودار تغییرات القای اشباع (Bs) و القای پس‌ماند (Br) بر حسب زمان عملیات حرارتی در دمای ٤٠٠ ^{o}C.

در شکل‌های (۷) و (۸) دیده می‌شود که القای پس‌ماند با افزایش زمان عملیات حرارتی در دمای ثابت و یا با افزایش دما در زمان ثابت کاهش یافته است. این به‌دلیل بلوری شدن جزئی آلیاژهای بی‌شکل حتی در دماهای پایین‌تر از دمای بلوری شدن است که به‌شرط کافی بودن زمان عملیات حرارتی رخ می‌دهد [5].

بررسی خواص مغناطیسی در جدول (٤) نشان می‌دهد که نیروی پس‌ماندزدای نوار مذاب‌ریسی شده به‌دلیل حضور تنش‌های پس‌ماند ناشی از سریع سرد شدن مذاب نسبتاً بالا و در حدود ۸ A/m است، و با انجام عملیات حرارتی در دما و زمان‌های متفاوت روند مشخصی در تغییرات H_C مشاهده نمی‌شود. افزون بر این، بر مبنای این نتایج تغییر نفوذپذیری بر حسب زمان یا دمای عملیات حرارتی، مشابه نیروی پس‌ماندزدا، روند مشخصی را دنبال نمی‌کند.

رابطه‌هایی برای دما و زمان عملیات حرارتی به‌منظور تعیین خواص مغناطیسی بهینه در آلیاژ بی‌شکل $Fe_{78}Si_9B_{13}$ ارائه شده‌اند. این رابطه‌ها برای به‌دست آوردن حداقل تلفات، بیش‌ترین مقدار Br/Bs و کم‌ترین مقدار Hc، به‌ترتیب به‌صورت زیر می‌باشند [16]:

$$\mathrm{Lnt} = 21.61 + \frac{1.78\times10^4}{T} \qquad (۳)$$

$$\mathrm{Lnt} = -25.5 + \frac{2.07\times10^4}{T} \qquad (٤)$$

$$\mathrm{Lnt} = -19.6 + \frac{1.64\times10^4}{T} \qquad (۵)$$

که در آن‌ها، T دمای عملیات حرارتی بر حسب درجه‌ی کلوین و t زمان عملیات حرارتی به دقیقه می‌باشد. زمان لازم برای به‌دست آوردن خواص بهینه در دماهای مختلف با استفاده از این رابطه‌ها محاسبه شده و نتایج آن در جدول ۵ آورده شده‌اند. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، زمان مورد نیاز در همه‌ی حالت‌ها با افزایش دما کاهش یافته است.

با توجه به جدول (٤) می‌توان گفت که در نمونه‌ی M-400-15 در مقایسه با دیگر نمونه‌ها، ترکیب مناسب‌تری از خواص مغناطیسی به‌دست آمده است. محققین دیگر نیز گزارش کرده‌اند که انجام عملیات حرارتی به‌مدت زمان دو ساعت در دمای ٤۰۰ °C و یا ٤۱۰ °C ترکیب بهینه‌ای از خواص نرم مغناطیس ایجاد می‌کند [14,16]. لیم و همکارانش کسر حجمی کوچکی از نانوبلورها را در زمینه‌ی بی‌شکل مشاهده کرده‌اند و بهبود خواص پس از تاب‌کاری در دمای ٤۱۰ °C به‌مدت زمان دو ساعت را به حضور این نانوبلورها نسبت داده‌اند [14].

نتیجه‌گیری

با انجام عملیات حرارتی بر روی نوارهای بی‌شکل مذاب‌ریسی شده از آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$ در دماها و زمان‌های مختلف، نتایج زیر به‌دست آمدند:

- عوامل بهینه‌ی فرایند مذاب‌ریسی برای تولید نوارهای بی‌شکل به پهنای حدود ۰/۹ میلی‌متر و ضخامت ۲٦ میکرومتر و با کیفیت مطلوب از آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$ به‌دست آمدند.
- دمای شروع فرایند تبلور آلیاژ بی‌شکل $Fe_{78}Si_9B_{13}$ با انجام آزمون DTA با نرخ گرمایش ۲۰ K/min به‌میزان ۵۳۵ °C به‌دست آمد.
- تنها یک پیک تبلور در نمودارهای DTA با نرخ‌های گرمایش مختلف برای آلیاژ $Fe_{78}Si_9B_{13}$ مشاهده شد، و این با نتایج ارائه شده به‌وسیله‌ی جاکوبژیک که دو مرحله‌ی تبلور را برای آلیاژ مذکور گزارش کرده‌اند، فرق دارد. این اختلاف احتمالاً به‌دلیل وجود تفاوت در دقت و حساسیت آزمون‌های DSC و DTA بوده است.
- نتایج XRD نشان‌دهنده‌ی حفظ ساختار بی‌شکل در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای ۳۰۰ °C و ٤۰۰ °C به‌مدت زمان‌های مختلف بود. با این‌حال، برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای ۵۰۰ °C و ٥٦٠ °C فازهای بلوری α-Fe، Fe_2B و

Fe_3B مشاهده نشدند.

- بررسی خواص مغناطیسی نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شرایط مختلف نشان داد که القای اشباع با افزایش دما یا زمان عملیات حرارتی افزایش می‌یابد. افزون بر این، ترکیب مناسبی از خواص مغناطیسی در نمونه پس از انجام عملیات حرارتی در دمای ۴۰۰ °C به‌مدت زمان ۱۵ دقیقه به‌دست آمد.

مراجع

1. Sahingoz, R., "Observation of changing of magnetic properties and microstructure of metallic glass $Fe_{78}Si_9B_{13}$ with annealing", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*,Vol. 271, pp. 74–78, (2004).
2. Buznikov, N. A., Yoon, S., Kim, Ch. O., and Kim, Ch., "Influence of current amplitude on asymmetric off-diagonal magnetoimpedance in field-annealed amorphous ribbons", *IEEE Transactions on Magnetics*, Vol. 41, pp. 3646-3648, (2005).
3. Sanchez, T., "Torsion annealing influence on the impedance behaviour in amorphous FeSiB and CoSiB wires", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 353, pp. 914-918, (2007).
4. Jakubczyk, E., "Phase transition in $Co_{78}Si_9B_{13}$ and $Fe_{78}Si_9B_{13}$ metallic glasses induced by isochronal annealing", Marerials Science-Poland, Vol. 24, pp. 1028-1036, (2006).
5. Niu, Y. C., "The order evolution in amorphous $Fe_{78}Si_9B_{13}$ ribbon during annealing process", Materials Letters, Vol. 59, pp. 1589-1594, (2005).
6. Niu, Y. C., "Origin of ductilc-brittle transition of amorphous $Fe_{78}Si_9B_{13}$ ribbon during low temperature annealing", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 34, pp. 40-45, (2004).
7. Bednarska, L., "Influence of annealing on the physical and chemical properties of Fe-Si-B(Me) amourphous alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 367, pp. 270-273, (2004).
8. Fish, G. E., "Soft magnetic materials", IEEE Transactions, Vol. 78, pp. 947 – 972, (1990).
9. Fish, G. E. and Smith, C.H., "A decade of progress in iron-based amorphous ribbon for electrical power distribution", Symposium on Soft and Hard Magnetic Materials with Applications, ASM, Lake Buena, Vista, Florida, (1986).
10. Bailey, D. J. and Lowdermilk, L.A., “Amorphous steel core distribution transformer”, Report General Electric Company.
11. Hasegawa, R., “Application of rapidly solidified metals in the USA and Japan”, Allied Signal Inc., Metglas.
12. Cabral-Prieto, A. , “Vickers microhardness and hyperfine magnetic field variations of heat treated amorphous $Fe_{78}Si_9B_{13}$ alloy ribbons”, Hyperfine Interactions, Vol. 161, pp. 69-81, (2005).
13. Jacubczyk, E., “Crystallization kinetics of $Fe_{78}Si_9B_{13}$ metallic glass”, Optica Applicata, Vol. 4, pp. 359-370, (2007).

14. Lim, K. M., “Magnetic properties of amorphous alloy strips fabricated by Planar Flow Casting (PFC)”, *Journal of Physics: Conference Series*, Vol. 144, (2009).
15. Stergioudis, G. A., “Instabilities in crystallization and magnetic behavior of Fe-Si-B amorphous alloys”, *Materials Research Bulletin*, Vol. 39, pp. 231-236, (2004).
۱۶.حیدری، ح.، " ساخت نمونه آزمایشگاهی ترانس با هسته آلیاژ آمورف"، پژوهشگاه مواد و انرژی، شرکت توانیر، (۱۳۷٦).